第29卷 第10期
2015年10月

材 料 研 究 学 报
CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH

Vol. 29 No. 10
October 2015

低碳贝氏体钢双面埋弧焊接头的组织和低温韧性*

张 敏 任晓龙 邢 奎 李继红

(西安理工大学材料科学与工程学院 西安 710048)

摘 要 对低碳贝氏体钢进行双面埋弧焊焊接, 并用光学显微镜和PSW750型示波冲击试验机对焊接接头进行表征, 研究了钢的显微组织和低温韧性。结果表明: 低碳贝氏体钢双面埋弧焊后, 焊缝区的组织为针状铁素体和粒状贝氏体; HAZ的组织为贝氏体铁素体和粒状贝氏体; HAZ熔合线附近的硬度最高, 远离熔合线硬度降低并逐渐接近母材金属的硬度; 随着温度的降低焊接过程中的凝固偏析、高度集中的位错源来不及松弛应力集中以及分布在晶界上的Ti、Mo等微合金元素形成的碳氮化物, 导致焊接接头焊缝区和HAZ韧性降低并在-20℃和-60℃发生韧脆转变。

关键词 金属材料, 低碳贝氏体钢, 埋弧焊, 显微组织, 低温韧性

分类号 TG407 文章编号 1005-3093(2015)10-0737-07

Microstructure and Low Temperature Toughness of Weld Joints Prepared by Double-sided Submerged Arc Welding for Low Carbon Bainite Steel

ZHANG Min** REN Xiaolong XING Kui LI Jihong

(College of Material Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

*Supported by Natural Science Foundation of China No.51274162, National High Technology Research and Development Program and the Science and Technology Program of Xi'an No.CX 12136.

Manuscript received July 22, 2014, in revised form April 30, 2015.

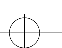
**To whom correspondence should be addressed, Tel(029)82312205, E-mail: zhmmn@xaut.edu.cn

ABSTRACT The low carbon bainite steel was welded by double-sided submerged arc welding and the microstructure and low temperature toughness of the joints was studied by optical microscope and PSW750 instrumented impact testing machine. The results show that the microstructure of the weld seam consisted of acicular ferrite and granular bainite, however the HAZ shows a microstructure consisted of bainite ferrite and granular bainite. The hardness at HAZ near the weld bond is the highest and then decreases gradually approaching to the hardness of base metal. In comparison to the matrix the weld seam and HAZ show a lower toughness with a ductile brittle transition temperature at -20℃ and -60℃ respectively, which may be ascribed to the occurrence of solidification segregation, highly concentrated dislocations and formation of carbon nitrides of alloying elements such as Ti and Mo at grain boundaries etc. in the weld joints during rapid cooling after welding.

KEY WORDS metallic materials, low carbon bainite steel, submerged arc welding, microstructure, low temperature toughness

随着对石油、天然气需求量的增加, 使用高压、大口径、长距离管线输送是当前油气输送的主要发展趋势[1-3]。低碳贝氏体钢具有高强度、高韧性、多用途[4-7]等良好综合性能, 得到了广泛的应用。由于在低温等恶劣的环境下服役, 材料良好的低温韧性是保证管道安全运行的重要因素。焊接是管道成型的主要手段, 与之相匹配的焊接方法主要是自动埋弧焊。焊接过程常常使焊接接头的组织性能劣化, 成为整个管道的最薄弱部位, 易产生裂纹起裂、扩展甚至失稳断裂[8]。目前对铁素体组织的类贝氏体钢的研究较多, 对贝氏体钢埋弧焊接头的组织及低温韧性的研究还不够深入。鉴于此, 本文对低碳贝氏体

* 国家自然科学基金No 51274162, 国家高新技术研究发展计划和西安市科技计划项目No.CX 12136。
2014年7月22日收到初稿; 2015年4月30日收到修改稿。
本文联系人: 张 敏, 教授



钢在特定的焊接工艺参数下实施双面埋弧焊，观察焊后接头的微观组织，并在-60℃—20℃的范围对接头进行示波冲击试验，分析焊接接头不同区域的低温韧性和韧脆转变机理。

1 实验方法

试验用母材为低碳贝氏体钢，试样的尺寸为500 mm×155 mm×15.3 mm，主要化学成分列于表1。使用美国林肯双丝焊机对低碳贝氏体钢进行自动埋弧焊，采用双面焊双面成型，其中前丝直径4.0 mm，后丝直径3.2 m。坡口采用双Y型；钝边：2 mm；内坡口：60±3°；外坡口：90±3°焊接材料选用XAUTSJ101ZC焊剂与H03MnNi3焊丝匹配。焊前对试板用丙酮处理油污，使其表面出现金属光泽后进行正面焊接，正面焊接完后反面清渣后施焊，具体焊接工艺参数列于表2。

将焊接接头制备成金相试样并用4%的硝酸酒精腐蚀，在GX71型OLYMPUS金相显微镜下进行不同倍数的拍照，以观察合金试样的组织、晶粒形貌。从母材的一边开始经过焊缝中心到另一边的母材，每隔两毫米打一个点，用HV-120型维氏硬度机，测量其接头不同区域硬度。根据GB/T2650—2008《焊接接头冲击试验方法》取样，用PSW750型示波冲击试验机在-60℃—20℃的范围内每隔20℃进行一次冲击试验。冲击实验结束后，用JSM-6700F的扫描电子显微镜(SEM)观察断裂试样的断口微观形貌。

2 结果和讨论

2.1 接头的宏观形貌

本次试验得到的焊接接头宏观形貌照片，如图1所示。由图1可见，腐蚀过的焊接接头母材区、焊缝区和热影响区边界清楚。同时，焊道没有气孔、夹杂以及未焊透的情况，焊缝边缘熔合良好，成形整齐。焊缝采用单面焊双面成型，焊缝处的晶粒明显较热影响区的晶粒粗大，两侧的柱状晶几乎是垂直熔合线方向生长，并在焊缝中心交汇。

表1 低碳贝氏体钢的化学成分(质量分数，%)

Table 1 Chemical composition of low carbon bainite steel (%, mass fraction)

C	Si	Mn	P	S	Ni
0.044	0.20	1.95	0.011	0.002	0.39
Cr	Nb	V	Ti	Mo	Cu
0.28	0.07	0.01	0.014	0.25	0.21

表2 焊工艺参数

Table 2 Parameters of welding procedure

Welding zone	Welding speed (m/min)	*I*/A	*V*/V	Welding energy (J/cm)
Frontal	1.7	1300	33	12113
Reverse	1.7	1550	33.5	14661

2.2 接头的显微组织

图2a给出了低碳贝氏体钢母材显微组织图，可见母材组织为粒状贝氏体和铁素体。粒状贝氏体作为低碳贝氏体钢的增强相有较高的强度，能显著提高钢的强度；而适量的铁素体作为韧性相可提高韧性，在一定程度上减小粒状贝氏体的晶粒尺寸，增加晶界面积，改善钢的塑韧性。

图2b给出了焊缝区的微观组织。焊缝区的组织，是针状铁素体和粒状贝氏体及极少量的弥散在铁素体基体上的M-A岛和分布在晶界处的黑色夹杂物颗粒。针状铁素体组织以杂乱无章的形式分布，彼此之间相互咬合交错必然有效的阻止裂纹的扩展，可增强接头焊缝区的韧性。铁素体分布均匀、没有确定的位向关系、位错密度很高，通过位错强化机制可进一步提高焊缝的韧性[9]。但是与母材相比，焊缝区晶界处有金属间化合物、脆性相的析出，焊缝中有微气孔、夹杂等缺陷，使其成为接头强度及韧性的薄弱地带。

图2c、d表明，HAZ的显微组织为粒状贝氏体和贝氏体铁素体。粒状贝氏体最初形成铁素体呈板条状，具有较高的位错密度，而细小的M-A岛硬质相弥散分布并与位错发生交互作用，阻碍位错的运动，表明粒状贝氏体通过位错强化和弥散强化提高强度；M-A岛能减小应力集中避免断裂时裂纹的低能量扩散通道，M-A岛弥散分布之间具有一定的距离阻碍裂纹扩展，在增加强度的同时没有明显地降低韧性和塑性。焊接时HAZ上各点所经历热循环不同，导致接头HAZ的各个区域的组织性能差异较大。从图c还可以看出，靠近焊缝一侧因较大的焊

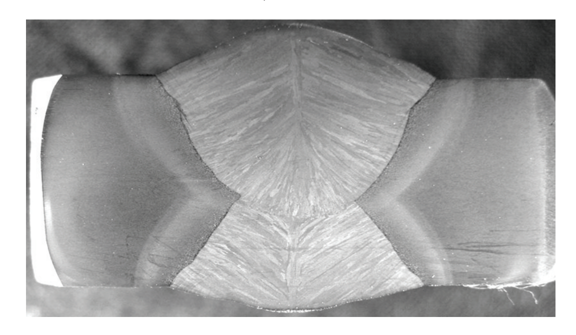


图1 低碳贝氏体钢接头的宏观形貌

Fig.1 Macroscopic of welded joint low carbon bainite steel

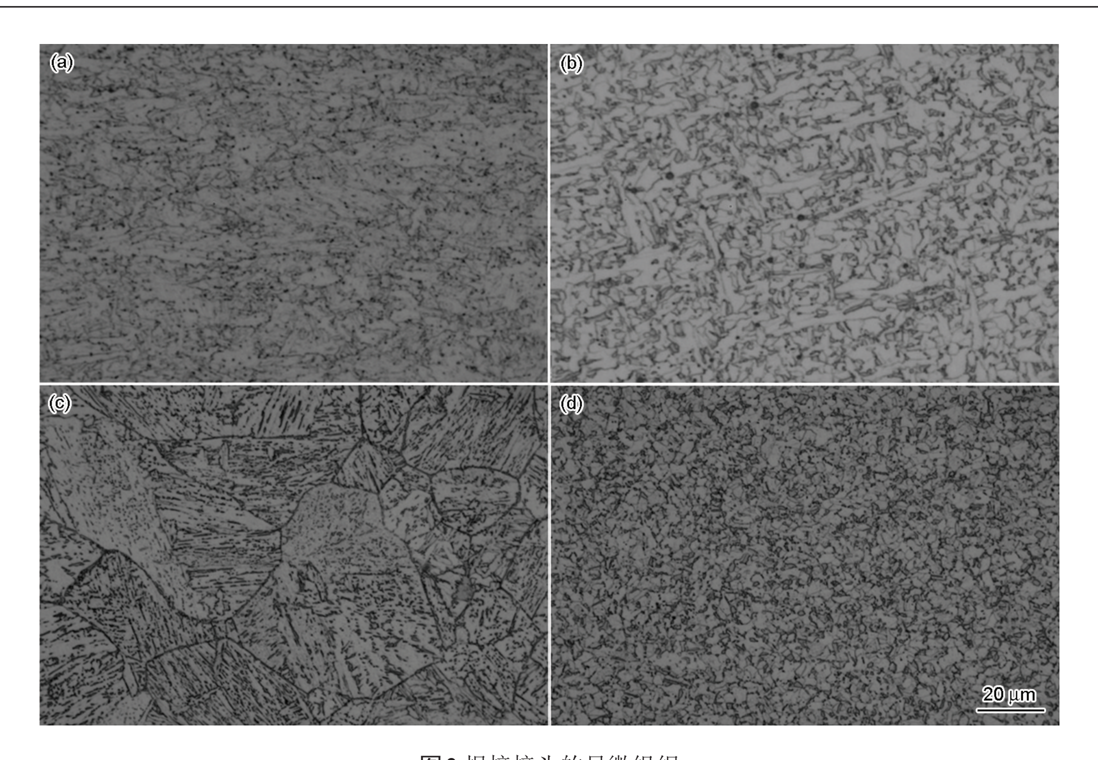


图2 焊接接头的显微组织

Fig.2 Microstructure of welded joint (a) BZ (b) WM (c) HAZ—near WM (d) HAZ—near BZ

接热输入晶粒较大而形成粗晶区, 使材料的塑韧性下降。靠近母材的区域发生重结晶, 使得组织均匀而细小形成正火区(图2d), 相当于热处理的正火组织, 使此处的塑性和韧性显著提高[10]。因此, 接头HAZ的力学性能介于母材与焊缝区之间。

2.3 接头的硬度

图3给出了接头的硬度分布。可以看出, 熔合线附近的硬度值最高, 远离熔合线硬度降低, 并逐渐接近母材的硬度。其原因是, 在埋弧焊接工艺条件下焊丝和焊剂会向焊缝区过渡不同类的合金元素, 形成形核的质点。低碳贝氏体钢中Mn的含量较高, 在熔合线附近发生 $\gamma\rightarrow(\delta+\gamma)$相变而Mn在 δ 具有较低的溶解度, 在边界发生偏析。随后在冷却过程中偏析的Mn使边界阻尼增加, 从而降低晶粒长大倾向, 提高熔合线附近的硬度值。

2.4 材料的低温韧性

2.4.1 冲击韧性　示波冲击能得到断裂过程中各阶段的能量分布, 能精确反映材料断裂特征及韧脆程度。冲击功 A_K 可分解为裂纹萌生功 A_i 和裂纹扩展功 A_P, 即 $A_K=A_i+A_P$。本文试验所得冲击功 A_K、裂纹萌生功 A_i、裂纹扩展功 A_P, 如表3所示。研究表明, 材料的脆化首先表现为裂纹扩展功的降低[11, 12]。由表3可以看出: 接头焊缝区温度降到−20℃时 A_P 值急剧减小为30.5835 J, 出现明显的脆化。而接头HAZ温度降到−60℃时 A_P 值突变为35.5244 J出现脆化。

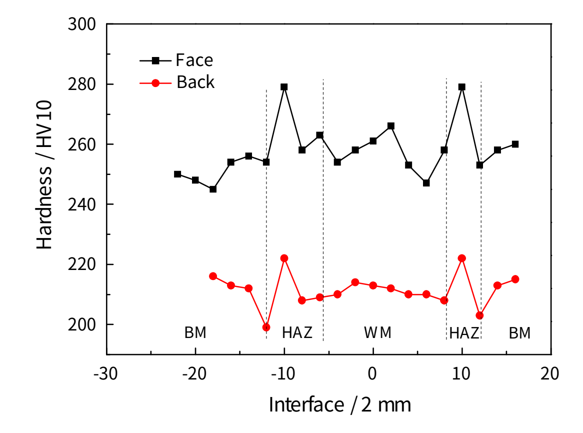


图3 低碳贝氏体钢焊接接头各区域的显微硬度分布

Fig.3 Micro-hardness distribution of welded joint on low carbon bainite steel

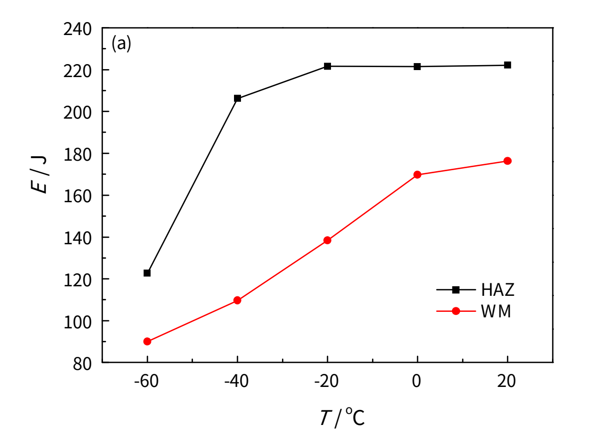
图4给出了焊缝区和HAZ总冲击功和裂纹扩展功随温度的变化趋势图。从图4a、b清楚可见, 焊接接头的HAZ韧性比焊缝区的韧性高。焊缝区和HAZ裂纹扩展功在不同温度范围内的变化率不同, HAZ在−40℃— −60℃之间曲线的斜率最大, 而焊缝区变化率最大发生在0— −20℃(图4b)。这表明, 随着温度的降低材料的裂纹扩展功降低, 使材料的韧性大幅度降低, 到某一临界温度时材料的裂纹扩展功突降出现韧脆转变现象。

本文试验取 $A_K=0.5(A_{Kmax}+A_{Kmin})$ 时的温度 T_k 为韧脆转变温度。因此, 焊缝冲击功达到133.02J时发生明显的韧性降低, 即温度为−20℃时材料的韧性大幅度的降低, 发生了韧脆转变。对于HAZ, 当冲击

表3 焊接接头的冲击性能

Table 3 Impact properties of joints

T/℃	HAZ			WM		
	A_i/J	A_P/J	A_K/J	A_i/J	A_P/J	A_K/J
20	96.4108	125.6647	222.0755	77.46998	98.7831	176.2531
0	129.718	91.6835	221.4015	90.4615	79.286	169.7475
-20	132.524	89.033	221.557	107.7524	30.5835	138.3359
-40	125.483	80.7174	206.2004	83.8334	25.832	109.6654
-60	87.07121	35.5244	122.5956	71.15321	18.6816	90.01284



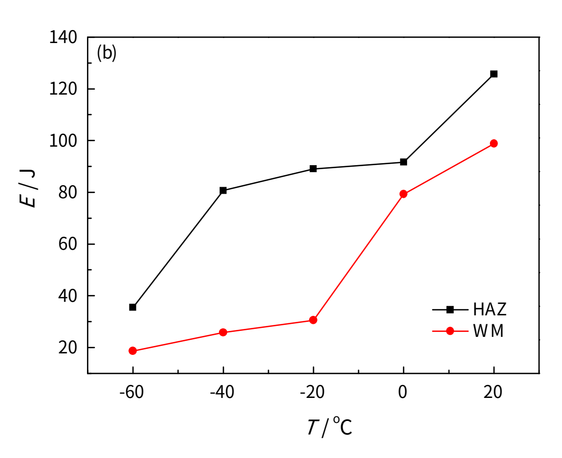


图4 韧性变化趋势图

Fig.4 Toughness of low carbon bainite steel change trend (a) A_K, (b) A_P

功为172.34 J对应的温度为−60℃时焊接接头发生了明显的脆化，表现为HAZ的冲击韧性骤然突变，即−60℃为HAZ韧脆转变温度。

2.4.2 断口的微观形貌 用SEM对冲击断口扫描，焊缝和HAZ在不同温度下断口的微观形貌如图5所示。对于焊缝区，20℃时断口几乎全是由凹进的微坑组成的韧窝表现为韧性断裂，韧窝普遍较小(图5a)，可以有效的阻碍了裂纹的扩展。图5b、c中均为河流花样短而弯曲，支流少，解理面小，且周围有较多的撕裂棱的准解理断裂。其原因是，组织中先共析的铁素体较多，呈网状沿奥氏体晶界析出，以板条状向晶内生长，且焊缝中的有较多的氧化物颗粒夹杂容易形成微孔，与二次裂纹尖端产生局部滑移快速剪切撕裂，焊缝区的韧性降低。

由图5d可见：20℃时HAZ的断口可以看到大小不一、分布不均的韧窝，韧窝周围伴有撕裂棱为明显的韧性断裂。大韧窝是由大而密集的第二相粒子和夹杂物在冲击载荷下形成，产生位错塞积而形成显微孔洞，随着载荷的增大显微孔洞相互吞并形成韧窝。而较小的第二相粒子和夹杂物弥散分布形成了小的韧窝。图(e)也表明为韧性断裂，但是韧窝小而密集的分布，使韧性在20℃时降低。当温度降到−60℃时断口有明显的“河流花样”，河流花样中的每条支流都对应着一个不同高度的相互平行的解理面之间的台阶，表现为解理断裂(图5f)。

2.5 韧脆转变机理

2.5.1 凝固偏析 从上述试验结果可见：当温度较高时焊缝和HAZ具有良好的冲击韧性，当温度降到−20℃和−60℃时焊缝区和HAZ的韧性严重恶化，与20℃相比下降幅度达82%和75%，材料从韧性断裂到变为脆性断裂。为了研究焊缝曲韧脆转变机理，对焊缝区进行了化学分析，结果列于表4。

与表1母材的化学成分对比，Mn、Si、Mo等元素在过渡过程中明显烧损，而Ni和B等在焊接过程中通过焊丝过渡到焊缝中。根据金属凝固原理，假设焊接熔池内刚开始凝固时的固-液界面的前沿不存在成份梯度，且焊缝微区内固相中不存在扩散，液相有对流和一定程度的扩散：

$$C_s = k_0 C_0 (1 - f_s)^{k_0 - 1}$$

式中 C_s为微区内凝固焊缝金属的质量分数，C_0为整个焊缝熔敷金属溶质的原始质量分数，k_0为溶质分配系数，f_s是凝固比例。

焊接的凝固过程是一个动态过程，溶质在固相中来不及进行扩散。但是，埋弧焊接熔池凝固时间

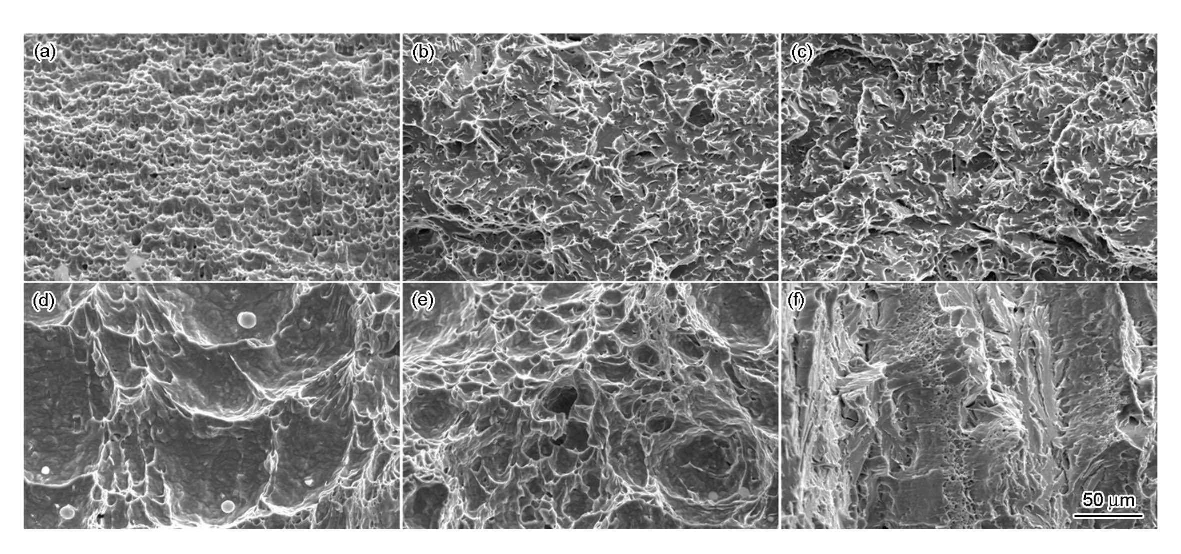


图5 焊接接头冲击断后表面的扫描照片

Fig.5 SEM micrographs of fracture surfaces of low carbon bainite steel after impact testing (a) 20℃ WM, (b) −20℃ WM, (c) −60℃ WM, (d) 20℃ HAZ, (e) −20℃ HAZ, (f) −60℃ HAZ

表4 焊接接头焊缝区的化学成分(质量分数, %)

Table 4 Chemical composition of weld joint (%, mass fraction)

C	Mn	Si	Mo	Ni
0.039	1.78	0.17	0.19	0.83
Ti	B	Cu	Al	Cr
0.003	0.0052	0.12	0.084	0.24

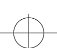
相对较长, 在液相中有一定程度的扩散, 也有一定程度的对流。随着焊接熔池凝固过程中固－液界面的推移, 在其附近必富集溶质。由于固相中的成分来不及扩散, 开始凝固的焊缝金属成分 C_s 应为 k_0C_0。由于 k_0<1 而使 C_s<C_0, 熔合区为焊接熔池边缘, 液态金属凝固最先开始。先结晶的固相含溶质的浓度较低而后结晶的固相含溶质的浓度较高, 造成先结晶的熔合区附近的组织比较纯, 含有较少的夹杂物, 而后结晶的焊缝中心区富集了较多的夹杂物。这种情况, 导致焊接熔池连续相变过程中的成分不均匀。观察图1焊接接头的宏观形貌可以直观的看到, 在凝固过程中因成分不均匀而形成粗大的柱状晶, 随着温度的降低材料偏析加重而使焊缝区发生脆化。

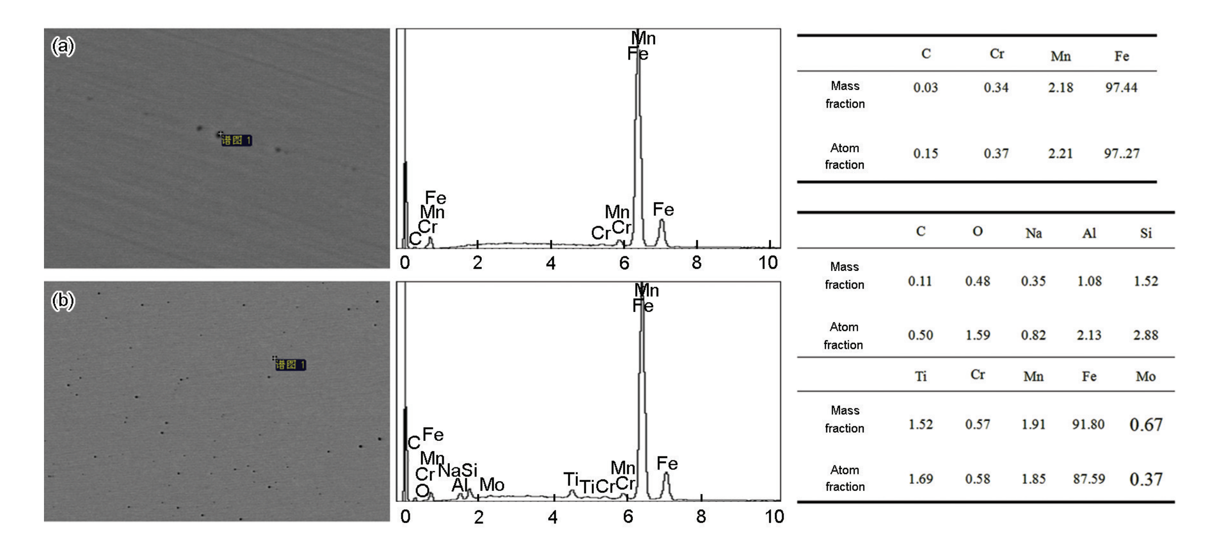
2.5.2 焊缝夹杂　母材和焊缝夹杂物分布的EDS, 如图6所示。在母材和焊缝中都清楚可见球状夹杂物, 母材比焊缝的夹杂物小, 可以看到焊接过程中引进焊缝中的Ti和Mo等合金元素。其中的Ti、Mo的微合金元素易形成微小的碳氮化物粒子弥散的分布于晶界处, 大大的增加了应力集中。较大夹杂物的分布增加了微裂纹的数量, 使材料的韧性降低。断裂起源于粗大的化合物, 特别是晶界处的化合物, 化合物的产生使材料中的裂纹越容易产生和扩展。与母材相比, 尽管焊缝区的的晶粒得到了明显的细化, 但是大小不均的夹杂物使焊缝区成为焊接接头的薄弱环节地带。而且焊缝区的化合物较大并对裂纹的产生和扩展起到决定性的作用, 当温度降低时这些微合金元素进一步扩散, 形成了碳氮化物分布在晶界处, 成为材料韧性减低的脆性相, 结果是随着温度的降低韧性逐渐降低, 到某一温度时冲击功和裂纹扩展功急剧下降发生韧脆转变现象。

2.5.3 其他原因　对于体心立方的金属或合金, 滑移系统减少使滑移难于进行, 表现为屈服点明显增高。当以高于材料屈服强度的应力高速加载时, 金属不会立即屈服, 屈服时间随着温度的降低而增加。由于低温屈服时间变长, 在屈服前微观滑移高度集中位错源来不及松弛这些应力集中, 使裂纹的萌生和扩展加速进行。其结果是, 随着温度的降低材料的韧性恶化, 达到某一温度时会发生韧脆转变。焊接过程焊缝区和HAZ经历不同的热循环, 焊接热输入较大导致晶粒粗大均匀性恶化, 形成大块的粒状贝氏体, 使材料的韧性大大降低。

2.6 提高低温韧性

在焊接过程中合金元素的烧损, 导致过渡的合金元素量大大减少。为了弥补焊接过程中金属元素的损失, 可通过焊丝将所需的合金元素过渡到焊缝金属, 以微合金强化原理提高焊缝的韧性。加入Mn、Ni、Mo控制相变温度和扩大 γ 相区, 以提高焊缝区的强度及低温韧性。过渡适量的Al、Ti、B及稀土元素可抑制先共析体的析出并形成 Al_2O_3、AlN_3、





	C	Cr	Mn	Fe
Mass fraction	0.03	0.34	2.18	97.44
Atom fraction	0.15	0.37	2.21	97..27

	C	O	Na	Al	Si
Mass fraction	0.11	0.48	0.35	1.08	1.52
Atom fraction	0.50	1.59	0.82	2.13	2.88
	Ti	Cr	Mn	Fe	Mo
Mass fraction	1.52	0.57	1.91	91.80	0.67
Atom fraction	1.69	0.58	1.85	87.59	0.37

图6 焊缝和母材中夹杂物的分布

Fig.6 SEM and EDS images morphology and distribution of inclusions in weld metal and base metal (a) BZ (b) WM

TiO、TiN作为形核的质点, 细化组织, 提高焊缝区的强度及低温韧性[13]。

在焊透且熔合良好的前提下合理控制焊接过程中的工艺参数, 确保焊接热输入可有效的控制焊缝的组织[14], 细化晶粒, 保证焊缝和HAZ的韧性。也可通过热处理控制焊后的冷却速度, 促进针状铁素体和粒状贝氏体的转变, 从而提高材料焊缝区和HAZ的低温韧性。

3 结 论

1. 低碳贝氏体钢焊接接头焊缝区的显微组织为针状铁素体和粒状贝氏体, HAZ的组织为贝氏体铁素体和粒状贝氏体。接头熔合线附近的硬度值最高, 远离熔合线硬度降低, 并逐渐接近母材的硬度。

2. 随着温度的降低低碳贝氏体钢材料的韧性逐渐降低, 达到一定温度后发生韧脆转变。焊缝的韧脆转变温度为-20℃, HAZ的韧脆转变温是-60℃, 冲击功较20℃时减小了82%和75%。

3. 焊缝20℃时的断口几乎全是由凹进的微坑组成的韧窝, 表现为韧性断裂, 当温度降到-20℃时为明显的准解理断裂。HAZ在20℃时也表现为韧性断裂, 当温度降到-60℃才出现明显的脆性断裂特征的断口形貌。

参 考 文 献

1 Yang J R, Huang C Y, Wang S C, The development of ultra-low-carbon bainitic steels, Materials & Design, **6**(1), 335(1992)

2 Lis A K, Lis J, Jeziorski L, Advanced ultra-low carbon bainitics steels with high toughness, Journal of Materials Processing Technology, **64**(1), 255(1997)

3 I. A. Yakubtsov, P. Poruks, J. D. Boyd, Microstructure and mechanical proprieties of bainitic low carbon high strength plate steels, Materials Science and Engineering A, **480**(1), 109(2008)

4 Vassilaros M G, Czyryca E J, The development of high strength cooling-rate insensitive ultra-low carbon steel weld metals, Key Engineering Materials, **84**(3), 587(1993)

5 Hillenbrand H G, Development of high strength material and pipe production technology for grade X120 line pipe, Proceedings of IPC 2004- International Pipeline Conference, Calgary, Canada, 1 (2004)

6 TAO Peng, ZHANG Chi, YANG Zhigang, The microstructure and mechanical property of X70, X80 and X100 grade pipeline steel, Welded Pipe and Tube, **19**(2), 31(2008)
(陶 鹏, 张 弛, 杨志刚, 高钢级管线钢的组织和力学性能, 焊管, **19**(2), 31(2008))

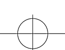
7 LI Jiwei, LIU Qinsuo, The research status on ULCB steel, Journal of Tianjin University of Technology, **24**(1), 57(2008)
(李纪委, 刘庆锁, 超低碳贝氏体钢的研究现状, 天理工大津学学报, **24**(1), 57(2008))

8 HUO Lixing, *Welding structure and engineering strength*, (Beijing, China Machine Press, 1995)p13
(霍立兴, 焊接结构工程强度, (北京, 机械工业出版社, 1995)p13)

9 LI Jihong, YANG Liang, CHENG Feichou, ZHANG Min, Microstructure and mechanical properties of welding joints of X100 line pipe by double submerged arc welding, Welding Journal, **34**(10), 27(2013)
(李继红, 杨 亮, 陈飞稠, 张 敏, X100管线钢双丝埋弧焊焊接接头微观组织与力学性能, **34**(10), 27(2013))

10 ZHANG, Wenyue, *Welding Metallurgy*, (Beijing, China Machine Press, 2011)p185
(张文钺, 焊接冶金学, (北京, 机械工业出版社, 2011)p185)

11 YANG Caifu, ZHANG Yongquan, The research of 10Ni5CrMoV steel low temperature impact fracture behavior, Mater Devel &Ap-



pl, **12**(6), 2(1997)
(杨才福, 张永权, 10Ni5CrMoV 钢低温冲击断裂行为研究, 材料开发与应用, **12**(6), 2(1997))

12 ZHOU Hongchen, DAI Shujuan, GAN Cuihua, JIANG Haitao, Study on fractal of impact properties of materials, Material for Mechanical Engineering, **18**(6), 31(1994)
(邹鸿承, 戴蜀娟, 甘翠华, 江海涛, 材料冲击性能的分形研究, 机械工程材料, **18**(6), 31(1994))

13 DUAN Linna, LIU qingyou, JIA Shujun, Microstructure of X100 characteristics and strength-toughness of X100 pipeline steel, Chinese Journal of Materials Research, **26**(4), 443(2012)
(段琳娜, 刘清友, 贾书君, X100 管线钢的组织和强韧性, 材料研究学报, **26**(4), 443(2012))

14 ZHANG Min, YANG Liang, LI Jihong, Effects of welding heat input on properties of joints of X100 pipeline steel, Chinese Journal of Materials Research, **26**(6), 1(2012)
(张　敏, 杨　亮, 李继红, 焊接热输入对X100管线钢接头性能的影响, 材料研究学报, **26**(6), 1(2012))

